

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

Japanese Patent Office
Patent Publication Gazette

Patent Publication No. 52-1371
Date of Publication: January 13, 1977
International Class(es): C 22 C 38/44
C 21 D 6/00
C 21 C 7/00
C 22 B 9/00

(5 pages in all)

Title of the Invention: Pitting-Resistant Steel and Method of Manufacturing the Same

Patent Appln. No. 47-24005

Filing Date: March 10, 1972

Inventor(s): Shiro IIJIMA and Fumikatsu KUMADA

Applicant(s): Hitachi Ltd.

Scope of Claim for Patent

1. Pitting-resistant steel containing 0.5 to 1.0 % by weight of C, 3 to 5 % by weight of Cr, not more than 2 % by weight of Ni and not more than 3 % by weight of Mo with the rest consisting of Fe and impurities and having such a structure that undissolved carbides are distributed in the base of a temper martensite, wherein the grain sizes of said undissolved carbides are 0.5 to 2 $\mu\phi$.

2. A method of preparing pitting-resistant steel by dissolving steel containing 0.5 to 1.0 % by weight of C, 3 to 5 % by weight of Cr, not more than 2 % by weight of Ni and not more than 3 % by weight of Mo with the rest consisting of Fe and impurities with a slug containing 45 to 55 % by weight of SiO₂, 1 to 2 % by weight of TiO₂ and 40 to 50 % by weight of CaO + CaF₂ as main components thereby adjusting the grain sizes and distribution of undissolved carbides and converting the base structure to a temper martensite by subsequent quench-and-temper treatment.

C 22 C 38/44
C 21 D 6/00
C 21 C 7/00
C 22 B 9/00

10 J 172
10 J 154
10 J 183
10 S 2
10 A 4

特 許 公 報

④ 公告 昭和 52 年(1977) 1 月 13 日

昭52-1371

庁内整理番号 7109-42

発明の数 2

(全 5 頁)

1

⑨ 耐ピitting性鋼およびその製造法

⑩ 特 願 昭 47-24005

⑪ 出 願 昭 47(1972)3月10日

公 開 昭 48-93515

⑫ 昭 48(1973)12月4日

⑬ 発 明 者 飯島史郎

日立市幸町3の1の1株式会社日立製作所日立研究所内

同 熊田文勝

同所

⑭ 出 願 人 株式会社日立製作所

東京都千代田区丸の内1の5の1

⑮ 代 理 人 弁理士 高橋明夫

⑯ 特許請求の範囲

1 重量で0.5~1.0%のC, 3~5%のCr, 2%以下のNi, 3%以下のMoを含み、残部がFeおよび不純物であり、焼もどしマルテンサイトの基地に未溶解炭化物が分布した組織を有し、上記未溶解炭化物の粒径が0.5~2μmであることを特徴とする耐ピitting性鋼。

2 重量で0.5~1.0%のC, 3~5%のCr, 2%以下のNi, 3%以下のMoを含み、残部がFeおよび不純物である鋼を、重量で45~55%のSiO₂, 1~2%のTiO₂および40~50%のCaO+CaF₂を主成分として含むスラグで溶解処理することによつて未溶解炭化物の粒径と分布を調整し、その後の焼入れ焼もどし処理により基地組織を焼もどしマルテンサイトとすること 30 を特徴とする耐ピitting性鋼の製造法。

発明の詳細な説明

本発明は、鋳鋼ロール、軸受、軸および歯車などへの使用に好適な耐ピitting性鋼およびその製造法に関する。

補強ロール、冷間延用ワークロールなどでは軸、軸受および歯車などと同じように転動疲労現

象の一つで、ピittingあるいはフレーキングなどと呼ばれる表面の一部が使用中に剥離する現象を生じる。

従来、この種の耐剥離性の改善すなわち、耐ピitting性の向上には材料の硬さ向上が対策の主とされ、そのための熱処理法の検討がなされ、種々の方法が採用されてきた。また、それに付随して熱処理性向上のための成分組合せも種々試みられてきた。

10 さらに、耐ピitting性と材料の組織との関係もまた検討され、例えば、転動疲れ強さは、0.6%Cまでは基地炭素濃度の増加とともに向上し、それ以上の炭素含有量ではほぼ一定になると同時に未溶解炭化物が多少その耐久性を高めること 15 が明らかにされてきている。

本発明の主目的は耐久性の改善された新規な耐ピitting性鋼を提供するにある。

本発明の次の目的はその耐ピitting性鋼の製造法を提供するにある。

20 本発明の主目的は、重量で0.5~1.0%のC, 3~5%のCr, 2%以下のNi, 3%以下のMoを含み、残部がFeおよび不純物であり、焼もどしマルテンサイトの基地に未溶解炭化物が分布した組織を有し、上記未溶解炭化物の粒径が0.5~2μmである鋼によつて達成される。

次の目的は、重量で45~55%のSiO₂, 1~2%のTiO₂および40~50%のCaO+CaF₂を主成分として含むスラグで上記鋼を溶解処理することによつて達成される。

30 本発明の基礎的事柄について説明するに、先ず公知の軸受鋼の範囲を一つの基準とし、C 0.5~1.5%, Si 0.4~2%, Mn 0.4~2%, Ni 0.2~2%, Cr 0.5~8%, Mo 0.1~3%, V 0.05~1%の範囲で40種の組合せを行ない、 35 それに基づいて素材を溶製し、何れも硬さをHs 50一定として転動疲労試験をし、その結果を組成との相関関係において重回帰分析した。その結

3

4

果は次の第1表および第2表に示す。第1表はピッティング開始時期におよぼす成分の影響を、第2表はピッティング深さにおよぼす成分の影響をそれぞれ示している。

第 1 表

	各成分に対する係数	F検定結果
C	+ 4.328	危険率1%で有意
Si	- 1.651	有意差なし
Mn	- 0.594	"
Ni	- 0.408	"
Cr	- 0.624	"
Mo	+1 0.977	危険率1%で有意
V	- 4.513	有意差なし
常数	2.007	
重相関係数	0.978	

第 2 表

	各成分に対する係数	F検定結果
C	+0.002	有意差なし
Si	-0.030	"
Mn	-0.029	"
Ni	-0.021	危険率1%で有意
Cr	-0.035	"
Mo	-0.024	"
V	-0.008	有意差なし
常数	0.206	
重相関係数	0.857	

5

10

第1表および第2表よりして、ピッティング発生速度を遅滞させるためには上記成分範囲内で、
15 C, Moの含有量の増加が望ましく、ピッティング深さを抑制するためには上記成分範囲内でNi, Cr, Moの含有量の増加が望ましい。

鋼の熱処理性に関してはすでに公知のものが多いが、上記成分範囲内において転動疲労試験20のために作製した素材より得た試験片について熱処理性を調べた。その結果を組成との相関関係において重回帰分析して第3表に熱処理性におよぼす成分の影響として示した。

第 3 表

	焼 入 性		焼もどし抵抗性	F検定結果
	焼入硬さ	焼入温度		
C	+ 8.45	- 107.4	+11.94	何れに対しても危険率1%で有意
Si	+ 0.25	+ 15.5	+ 2.62	焼もどし抵抗性に対し危険率5%で有意
Mn	- 0.41	- 29.9	- 1.85	有意差なし
Ni	+ 0.16	- 2.5	- 1.27	"
Cr	- 0.34	+ 10.1	- 0.43	焼入性に対し危険率1%で有意
Mo	+ 0.74	+ 0.9	+ 4.45	焼もどし抵抗性に対し危険率1%で有意
V	+ 0.31	+ 0.5	+ 2.14	有意差なし
常数	55.17	1007.7	32.86	
重相関係数	0.76	0.81	0.81	

注) 焼もどし抵抗性を表現する特性値には550℃焼もどしたのちのかたさをもつてした。

第3表よりして、焼入性としてはできるだけ低い焼入温度で高硬度の得られることが経済的にも作業上からして望ましいが、上記成分範囲内ではCの含有量は多く、Crの含有量は少なくすることが望ましい。

これには組織上、未溶解炭化物および残留オーステナイトの挙動にも関連するので、特にCrの

過剰添加はこの場合、残留オーステナイト量を増加させて焼入硬さを低下させる。

ここで焼戻し抵抗性を重視する理由は、熱処理作業上の問題よりもむしろ転動中、摩擦熱によつて材料が局部的に加熱され、焼戻しされて硬さ低下をきたし、その結果ピッティングの発生を促進するからである。

5

第3表より焼戻し抵抗性の確保には上記成分範囲内で、C、SiおよびMoの含有量を高めることが望ましい。

しかしながら、Cの含有量については後述のような未溶解炭化物の問題より、その上限値を規定する必要があり、また、Siの含有量についても材料の靱性を低下させる傾向があるのでその添加量は自づから規制される。

ここで、焼戻し抵抗性の向上効果にしても比較的低いものであるから、本発明においてSi含有量は構造用鋼の範囲として特に規定しない。

引き続き、組織と耐ビッカリング性との相関関係を調べるにあたり、試料の基体組織を焼戻しマルテンサイトとして実験した。その結果、未溶解炭化物の影響が顕著で、炭化物サイズと耐ビッカリング性との間には、第1図に示すような関係が認められた。

すなわち、炭化物サイズは過小でも過大でも耐ビッカリング性を阻害する。殊に、炭化物サイズが0.5μ以下ではその僅かな変化でも耐ビッカリング性を大きく変動させ、かつビッカリング深さも増大するので、炭化物サイズは0.5~2.0μの範囲にすることが望ましい。

しかも、耐ビッカリング性を阻害する炭化物サイズは主としてCおよびCrの含有量で決定され、C 0.5%以下、Cr 3%以下では過小となり、C 1.0%以上、Cr 5%以上では第2図に示すように巨大な炭化物が発生して耐ビッカリング性が低下した。

また、CおよびCrの含有量の選択が不適当であつた場合はMoなどの他の成分の組成をいかにしても適正組織が得られなかつた。

さらに、適正組織を確保するには、成分だけでなく、溶解法が肝要で、次のような処理によつて成分規制のみでは果し得ない適正組織が得られた。これは含チタン滓処理で、この含チタン滓による溶鉄の処理としては電解精錬などを知られたものがあるが、ここでは普通のエール炉あるいはエレクトロスラグ溶解炉を用いることを前提とし、45~55%のSiO₂、40~50%のCaO+CaF₂、1~2%のTiO₂を主成分とする含チタン滓を溶鉄と接触させることによつて、未溶解

6

炭化物を均一分布させ、巨大炭化物を抑制し得た。また、エレクトロスラグ溶解ではSiO₂のうち5~15%をAl₂O₃と置き換えることによつてさらに良好な結果を得た。

ここで、含チタン滓組成を前記範囲にする理由は第3図に示すCaO-TiO₂-SiO₂系状態図より、前記範囲内でスラグの融点がこの系として最も低く、かつCaOおよびCaF₂の混合添加によつてTiO₂の解離が一層促進されるところにある。また、エレクトロスラグ溶解用としてAl₂O₃の添加はスラグの電気抵抗を高めて溶解中のスラグ温度の上昇をけかりTiO₂の解離を促進するためである。

以下、本発明に係る実施例について説明する。

15. 実施例 1

重量でC 0.8%、Si 0.4%、Mn 0.8%、Ni 0.5%、Cr 5%、Mo 1%、V 0.1%を含む鋼をエール炉で溶解し、出鋼前に前述した組成範囲内にあるスラグで処理したものを鋳造した。その結果、遊離炭化物の平均サイズが0.7μで、これをさらに熱処理を施して基体硬さをHs 50に調整して後転動疲労試験を行なつた。

剥離は 3.6×10^5 回で生じ、剥離深さは0.1mmであつた。

この実施例はVを不純物として含んでいるが、Vは耐ビッカリング性に関して何らの効果も及ぼしていない。これは第1~3表からも明らかである。

他方、これに対比するものとして高炭素クロム軸受鋼第4種を同様にして転動疲労試験を行なつた。この場合の剥離は 1.5×10^6 回で生じ、剥離深さは0.2mmであつた。

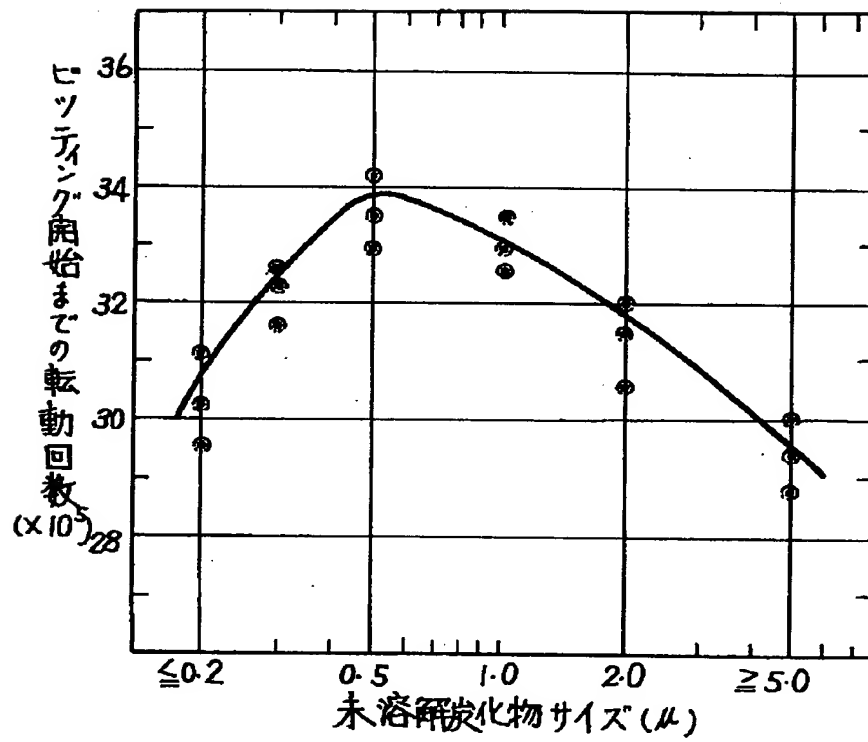
これより本発明材は従来材に対して約2倍の耐久性を有することが判明した。

以上、実施例の説明から明かなように本発明によれば従来材の約2倍の耐久性能を有する耐ビッカリング性鋼が得られる。

図面の簡単な説明

第1図は、炭化物サイズと耐ビッカリング性との関係を示す線図、第2図はC 1.2%、Cr 6%鋼材の組織を示す写真、第3図はCaO-TiO₂-SiO₂系状態図である。

図 1



才 2 図



× 400

才 3 図

